

Р. Г. Зарипова, В. А. Шундалов, А. В. Шарафутдинов, В. Д. Ситдинов, И. В. Кандаров,
В. В. Латыш, Н. Г. Зарипов, И. В. Александров

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Исследовано влияние интенсивной пластической деформации и режимов обработки на структуру и механические свойства титанового сплава ВТ6. Показано, что применение всесторонней изотермическойковки (ВИК) и оптимальных режимов последующей термической и термомеханической обработки позволяет получить в сплаве повышенные прочностные свойства. Так, после ВИК и последующей закалки с температуры 960 °С с последующим старением при температуре 480 °С достигаются предел прочности $\sigma_B = 1540$ МПа и условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 1485$ МПа при удовлетворительном уровне относительного удлинения $\delta = 7$ % и относительном сужении $\psi = 34$ %. Повышенные механические свойства являются результатом формирования мелкозернистой глобулярной микроструктуры в ходе ВИК, а также наследования дислокационной структуры деформации, которые позволяют при старении получить высокодисперсные продукты распада, обеспечивающие высокие прочностные характеристики. *Всесторонняя изотермическая ковка; микроструктура; механические свойства; рентгеноструктурный анализ*

ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы широко используются во всех областях машино- и авиастроения благодаря уникальному комплексу свойств. Механические свойства титановых сплавов в значительной мере определяются их микроструктурой, которая формируется в процессе деформационного и термического воздействия.

Одно из первых систематических исследований влияния микроструктуры на механические свойства проведено на двухфазном титановом сплаве ВТ8 [1]. Показано, что сплав с равноосной микроструктурой обладает наиболее высоким пределом выносливости и наименьшей чувствительностью к надрезу (при 20 и 500 °С), а также хорошим сочетанием прочности, пластичности при комнатной температуре с термической стабильностью сплава. Сплаву с пластинчатой микроструктурой соответствуют

наиболее высокие значения сопротивления ползучести при 500 °С и средней длительной прочности, но более низкие значения прочностных и пластических характеристик.

Многочисленные исследования в целом подтвердили эти закономерности [2–4]. Было установлено, что наибольшее влияние на механические свойства оказывают такие параметры микроструктуры, как форма, размеры и объемное соотношение первичной и вторичной α -фазы.

Параметры микроструктуры оказывают влияние на механические свойства как при комнатной, так и при повышенных температурах. Так, показано [5], что прочность сплава Ti-6Al-4V (американский аналог ВТ6) с игольчатой и равноосной формой α -выделений отличается слабо, а относительное удлинение и относительное сужение могут различаться до 100 и более процентов. При этом в сплавах с игольчатой структурой наблюдается хрупкое разрушение. Эта структура неблагоприятна для обеспечения высоких ударной вязкости и сопротивления усталости. В ней могут легко распространяться усталостные трещины.

Исследования свойств титановых сплавов с бимодальной структурой [6, 7] показали, что такие структуры обладают промежуточным сочетанием характеристик прочности и пластичности. Для них характерны несколько большие значения предела прочности и текучести при комнатной температуре для сплавов с мелкозернистой микроструктурой по сравнению с та-

Контактная информация: 8(347)273-77-32

Результаты представленных исследований получены в рамках проекта «Создание технологий и промышленного производства узлов и лопаток газотурбинных двигателей с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений», реализуемого в рамках Федеральной целевой программы по Постановлению № 218 Правительства РФ от 9 апреля 2010 года совместно ОАО «УМПО» и ФГБОУ ВПО УГАТУ.

Экспериментальные результаты были получены с использованием оборудования НОЦ «Наноструктурные материалы и высокие технологии» ФГБОУ ВПО УГАТУ.

ковыми, обладающими пластинчатой микроструктурой [7].

Последние годы характеризуются развитием методов, позволяющих сформировать субмикрорекристаллическую (СМК) или нанокристаллическую (НК) структуры в различных металлических материалах. Интерес к материалам с такой структурой прежде всего связан с их уникальными физико-механическими свойствами, существенно отличающимися от свойств материалов с мелкозернистой или крупнозернистой структурой [8, 9].

Для получения СМК структуры в титановых сплавах широко используют интенсивную пластическую деформацию (ИПД). В основе методов ИПД лежит возможность реализации больших деформаций в условиях высоких квазигидростатических давлений. При этом происходит формирование СМК структур за счет сильной фрагментации и разориентации структурных единиц в ходе реализации ротационных мод деформации.

Одним из методов формирования СМК структур в массивных образцах из титановых сплавов, также относящихся к методам ИПД, является всесторонняя ковка, обычно сопровождаемая динамической рекристаллизацией [10–13]. При этом для получения субмикронного размера зерен в объемных заготовках важно предварительно получить в них исходную мартенситную структуру закалкой из β -области [10]. Сплав с такой микроструктурой может быть подвергнут всесторонней ковке при $T = 450 \dots 800 \text{ }^\circ\text{C}$ с большой степенью деформации.

В работе [11] исследовали влияние морфологии фаз в исходной микроструктуре заготовок на ее измельчение в процессековки. Исследовалось три типа структур: мартенситная, глобулярная и бимодальная. Было показано, что после осадки сплава с мартенситной структурой после деформации при $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ сформировавшаяся микроструктура менее однородна, чем в других случаях. В случае бимодальной структуры только пластинчатая составляющая трансформировалась в СМК структуру, а крупные α -зерна вытянулись в направлении деформации.

Формирование СМК структуры в объемных заготовках с использованием всестороннейковки позволяет существенно повысить прочностные характеристики по сравнению с исходным состоянием. Так, для титана марки ВТ1-0 в СМК состоянии $\sigma_B = 730 \text{ МПа}$, $\delta = 18 \%$, в микрорекристаллическом (размер зерен $d = 50 \text{ мкм}$) МК состоянии $\sigma_B = 380 \text{ МПа}$, $\delta =$

$= 29 \%$; для сплава ВТ8 в СМК состоянии $\sigma_B = 1400 \text{ МПа}$, $\delta = 20 \%$, в МК состоянии ($d = 5 \text{ мкм}$) $\sigma_B = 1050 \text{ МПа}$, $\delta = 20 \%$ [13]. Для сплава ВТ6 в СМК состоянии после всесторонней изотермическойковки также отмечено повышение механических свойств от $\sigma_B = 1050 \text{ МПа}$, $\delta = 9 \%$ до $\sigma_B = 1350 \text{ МПа}$, $\delta = 8 \%$ [14]. Дополнительная термическая или термо-механическая обработка заготовок после всестороннейковки также может изменить механические свойства материалов.

Таким образом, в результате формирования в титановых сплавах мелкозернистых структур можно существенно улучшить их механические свойства в широком интервале температур. Применение деформационных методов (например, всестороннейковки) позволяет сформировать СМК структуру, которая характеризуется существенно более высокими значениями прочности, но при некотором снижении показателей пластичности. Однако оптимизировать механические свойства можно с помощью последующих обработок.

Целью работы является исследование влияния интенсивной пластической деформации и последующей термической обработки по различным режимам на структуру и механические свойства промышленного титанового сплава ВТ6.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования является двухфазный $\alpha + \beta$ сплав ВТ6 состава Ti-6,1%Al-4,1%V. Сплав подвергался всесторонней изотермической ковке (ВИК) в температурном интервале $750 \dots 650 \text{ }^\circ\text{C}$ по схеме «осадка–протяжка» в каждом цикле (схема на рис. 1). Общее количество циклов – 4, переходов – 11, степень деформации на каждом переходе – $40 \dots 50 \%$. Сплав исследовался в различных состояниях (табл. 1).

Выбор приведенных режимов термической обработки связан с тем, что рекомендуемые температуры закалки сплава ВТ6 находятся в интервале температур $T_{\text{Пп}} - 40 \text{ }^\circ\text{C}$, (обычно $850 \dots 930 \text{ }^\circ\text{C}$), температуры старения – в интервале $450 \dots 600 \text{ }^\circ\text{C}$. Эти режимы обеспечивают наиболее благоприятный комплекс эксплуатационных свойств [2]. Применение закалки с температур выше критических (до $980 \text{ }^\circ\text{C}$) увеличивает количество β -фазы. При этом в результате закалки возрастает количество продуктов распада при старении, и, следовательно, за

счет этого можно ожидать дополнительное повышение прочности сплава. Дополнительная деформация при комнатной температуре после закалки могла бы увеличить дисперсность структуры и плотность дислокаций.

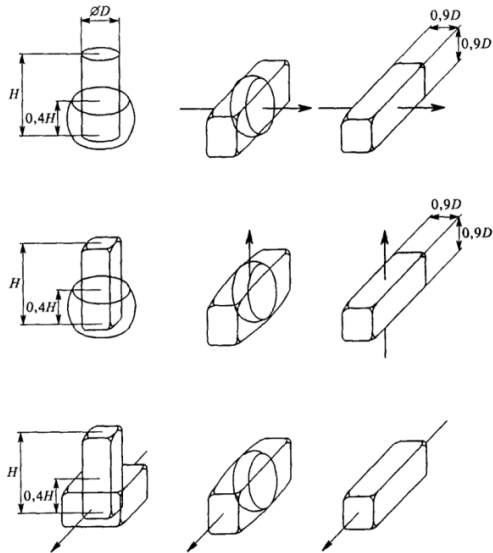


Рис. 1. Схема ВИК «осадка – протяжка» [12]

Таблица 1
Режимы деформационной и термической обработки сплава ВТ6

Состояние	Температура закалки, °С	Температура старения, °С	Дополнительная обработка	
1	исходное, прутки $\varnothing 65$ мм			
2	ВИК, 11 переходов			
3	ВИК + закалка	860	500, 540	
4	ВИК + закалка + старение	890	460 480 500 530	осадка при 20 °С закаленного сплава, $\epsilon = 20\%$ и старение при 460 °С
5	ВИК+ закалка + старение	920	460 480 520 580	
6	ВИК+ закалка + старение	940	460 480 500 520	
7	ВИК + закалка + старение	960	460 480 500 520	
8	ВИК+ закалка + старение	980	460	

Макроструктура сплава исследовалась в поперечном сечении исходного прутка и в осевом сечении заготовки после последнего перехода ВИК и оценивалась по 10-бальной шкале. Микроструктура изучалась после травления в реактиве состава: 5 мл HF, 10 мл HNO₃, 85 мл воды, размеры первичного β -зерна, α -зерен и толщина α -пластин оценивались по 9-типной шкале ГОСТ 26492-85.

Температуры старения выбраны в пределах интервала рекомендованных температур.

Температура начала полиморфного превращения определялась на dilatометре DIL-402C фирмы NETZSCH (Германия) в интервале температур 850...1050 °С со скоростью сканирования 5,0 К/мин.

Измерение микротвердости HV проводили на микротвердометре Micromet – 5101 фирмы Buchler при нагрузке 100 г и времени выдержке под нагрузкой 10 с.

Температура начала полиморфного превращения определялась на dilatометре DIL-402C фирмы NETZSCH (Германия) в интервале температур 850...1050 °С со скоростью сканирования 5,0 К/мин.

Измерение микротвердости HV проводили на микротвердометре Micromet – 5101 фирмы Buchler при нагрузке 100 г и времени выдержке под нагрузкой 10 с.

Механические испытания проводили на испытательной машине, оснащенной горизонтальным измерительно-силовым устройством при постоянной скорости перемещения траверсы 10^{-4} с⁻¹. Плоские образцы для механических испытаний имели ширину 4 мм, толщину 1 мм и базовую длину 4 мм. Точность регистрации измерений 1 %.

Рентгеноструктурные исследования были проведены с использованием дифрактометра Rigaku Ultima IV с фокусировкой гониометра по методу Брэгга-Брентано. Съёмка образцов проводилась с использованием Cu K α излучения и плоского графитового монохроматора <0002> на отраженном пучке. Для расчетов использовалась длина волны $\lambda_{\text{K}\alpha 1} = 1,54060$ Å. Общий вид рентгенограмм снимался с шагом сканирования 0,05 ° и временем экспозиции в каждой точке, равным 5 с. Прецизионные съёмки для выделенных рентгеновских пиков осуществлялись с шагом 0,02 ° и с временем счета, равным 10 с.

Параметры решетки определялись с использованием пакета программы PDWin. Программа предназначена для определения параметров элементарной ячейки кристаллического образца любой сингонии с известными индексами отра-

жений. При расчете параметров использовалась весовая схема метода наименьших квадратов. Исходными данными для расчета являлись экспериментальные значения углов 2θ и соответствующие им индексы (hkl).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Дилатометрическим анализом выявлено, что началу $\alpha \rightarrow \beta$ превращения исследованного сплава соответствует температура $949,1^\circ\text{C}$. Как показали дальнейшие микроструктурные исследования, полностью β -структура формируется после закалки с температуры 980°C .

Макроструктура. В исходном состоянии макроструктура сплава ВТ6 однородная, размер макрозерна соответствует 2–5 баллу по 10-балльной шкале. После ВИК сформировалась однородная, практически беззернистая макроструктура с размером макрозерен, соответствующим 0–1 баллу по 10-балльной шкале. Каких-либо дефектов металлургического и технологического происхождения в сечении обеих заготовок заготовки не обнаружено.

Микроструктура сплава в исходном состоянии представляет собой удлиненные α -пластины внутри равноосных β -зерен. Величина β -зерен соответствует 5–6 баллам, а величина α -колоний – 1–2 баллам. Толщина α -пластин составляет 2–5 мкм, а β -прослойка – до 1 мкм (в зависимости от ориентировки) (рис. 2, *а*). Такая микроструктура характерна для двухфазных сплавов с пластинчатой структурой [2].

Всесторонняя ковка приводит к существенному изменению исходной микроструктуры. При этом происходит деление пластин α -фазы и обособление фрагментов, в результате чего формируется равноосная мелкозернистая нерекристаллизованная микроструктура типа «микродуплекс». Размер зерен α -фазы составляет около 2–3 мкм (рис. 2, *б*).

Микроструктура закаленного сплава после закалке с температур 860, 890, 920°C идентична, представляет собой частицы первичной α -фазы и мартенсит, который оптической металлографией не идентифицируется (рис. 3, *а*). Средний размер частиц первичной α -фазы для указанных температур закалки 860, 890, 920°C составляет 2,5 мкм, а объемная доля ~40 %. После старения микроструктура трансформируется в глобулярную, со средним размером зерен α -

фазы около 2 мкм (рис. 3, *б*). Осадка после закалки до 20 % и старение при 460°C приводит к дальнейшему измельчению зерен α -фазы (рис. 3, *в*). Необходимо отметить, что, несмотря на описанные структурные изменения, структура в зонах распада мартенсита оптической микроскопией не разрешается, вероятно, из-за высокой дисперсности продуктов распада.

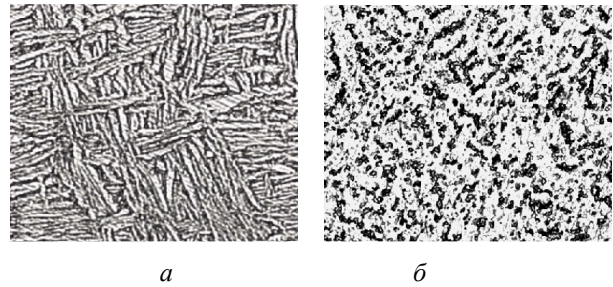


Рис. 2. Микроструктура сплава ВТ6: *а* – исходное состояние, *б* – после ВИК

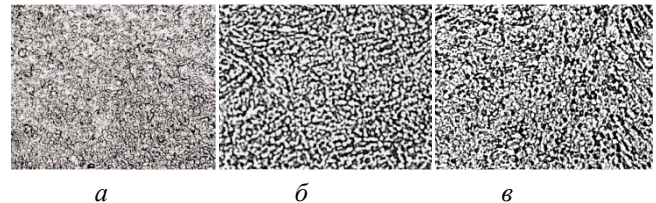


Рис. 3. Микроструктура сплава ВТ6 после ВИК, закалки и старения: *а* – закалка с температуры 920°C , *б* – старение при 460°C , *в* – осадка до 20% и старение при 460°C

С повышением температуры закалки до 940 и 960°C в микроструктуре выявляется мартенсит, размер зерен первичной α -фазы увеличивается до 4–5 мкм, а размер областей мартенсита достигает до 20 и 30 мкм соответственно (рис. 4, *а*). После старения объемная доля зерен первичной α -фазы уменьшается до 10...30 % в зависимости от режима обработки (рис. 4, *б*, *в*).

Закалка с температуры 980°C приводит к формированию структуры, претерпевшей полиморфное превращение (рис. 4, *г*).

Как было показано выше, микроструктура после ВИК и закалки в интервале температур $860...920^\circ\text{C}$ идентична, поэтому для механических испытаний были выбраны образцы одного из этих состояний – закалка с 920°C , а также закаленных с температур 940 и 960°C , так как эти температуры выходят за пределы рекомендуемых и представляет интерес, какими свойствами обладают эти структурные состояния.

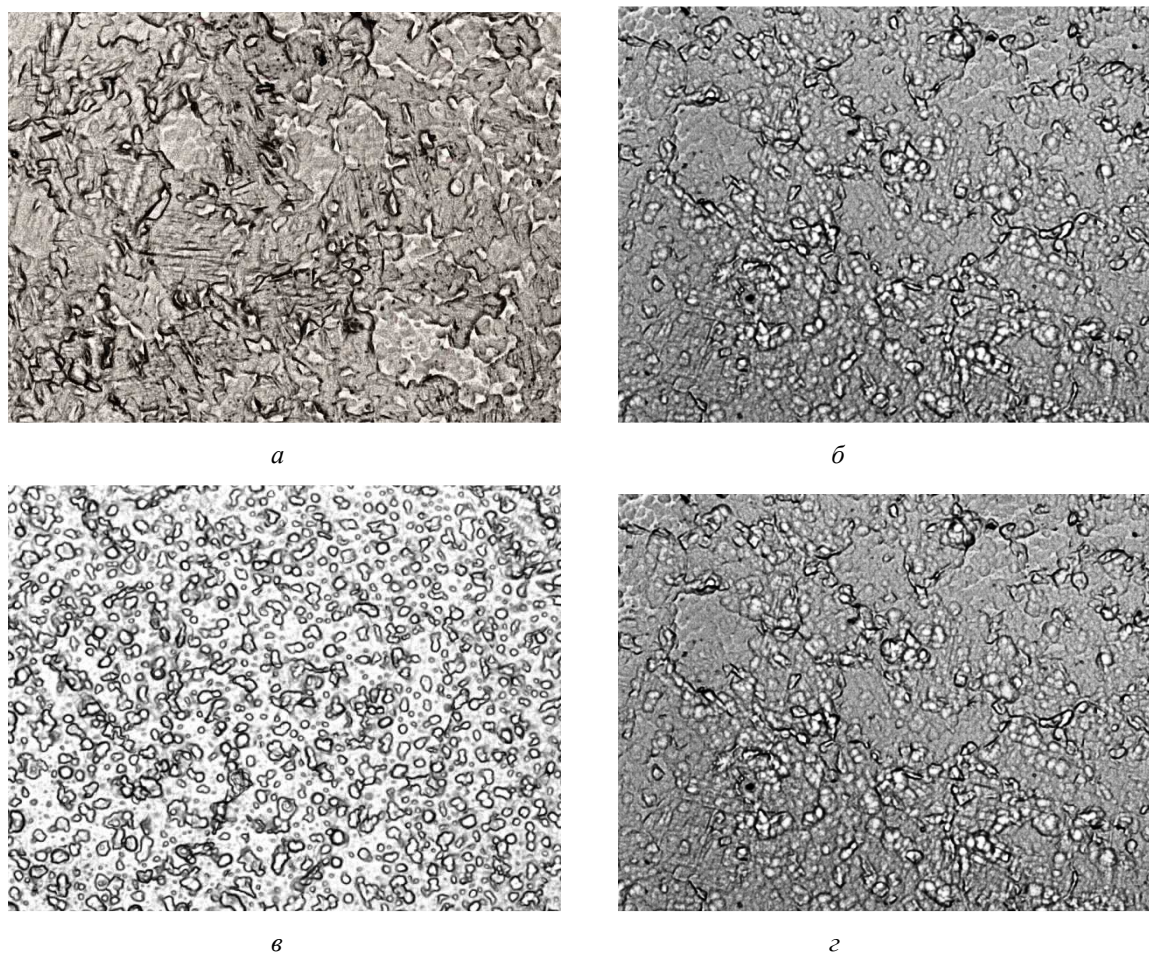


Рис. 4. Микроструктура сплава ВТ6 после ВИК, закалки и старения: *a* – закалка с температуры 960 °С, *б* – старение при 480 °С, *в* – осадка до 20 % и старение при 460 °С, *г* – закалка с температуры 980 °С

Таблица 2

Механические свойства сплава ВТ6 после различных режимов обработки

Состояние образца	Механические свойства				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	HV, МПа
1. Исходное (отжиг 750 °С, 1 час, охлаждение – воздух)	970	–	13	–	3390
4. ВИК+закалка 920 °С	1225	1195	9,0	56	4285
+старение 460 °С					
480 °С					
520 °С					
580 °С					
Закалка + осадка 20% + старение 460 °С					4415
5. ВИК+закалка 940 °С	1330	1285	9,1	52	4665
+старение 460 °С					
480 °С					
500 °С					
520 °С					
Закалка + осадка 20% + старение 460 °С					4510
7. ВИК+закалка 960 °С	1540	1485	7,0	34	4420
+старение 460 °С					
480 °С					
500 °С					
520 °С					
Закалка + осадка 20% + старение 460 °С					4760

Механические свойства сплава после различных режимов обработки приведены в табл. 2.

Как видно из табл. 2, наиболее высокую прочность и твердость демонстрирует сплав ВТ6 в состоянии 6, обработанный по режиму ВИК + закалка с температуры 960 °С с последующим старением в интервале температур 460...520 °С. Однако при этом необходимо отметить снижение пластических характеристик, особенно значений поперечного сужения (наиболее структурно чувствительной характеристики).

Рентгеноструктурный анализ исходных и обработанных по различным режимам образцов показал (рис. 5), что ВИК приводит к уширению пиков на рентгеновских дифрактограммах и ослаблению интенсивности максимума пиков (102) (110) и (103) α -фазы при усилении пика (101). Это указывает на формирование кристаллографической текстуры. Фазовый состав сплава практически не изменяется. В образцах состояния 5 (закалка при 920 °С, старение 460 °С с осадкой и без) количество β -фазы

несколько уменьшается (с 5,8 % до 2,8 %) ввиду протекания превращения $\beta \rightarrow (\alpha, \alpha'') + \beta_{\text{ост}}$. С повышением температуры закалки до 960 °С и выше количество β фазы вновь увеличивается.

После ВИК размер областей когерентного рассеяния (ОКР) уменьшается в 3,3 раза, а микродеформация решетки увеличивается в 2 раза по сравнению с исходным состоянием, параметр решетки a уменьшается, параметр c изменяется незначительно (табл. 3). Эта тенденция сохраняется и после закалки с температур 920 и 980 °С и старения. Особо следует выделить состояние 7, которое демонстрировало наибольшие значения прочности и твердости: размер ОКР уменьшается в 6 раз, значения микродеформации решетки увеличиваются в 4,4 раза.

Уширение пиков после ВИК и во всех последующих состояниях, изменение параметра решетки a , размеров ОКР и микродеформации (табл. 3) указывают на присутствие значительных напряжений, вызванных интенсивной деформацией, которые не релаксируют даже после высокотемпературной термической обработки.

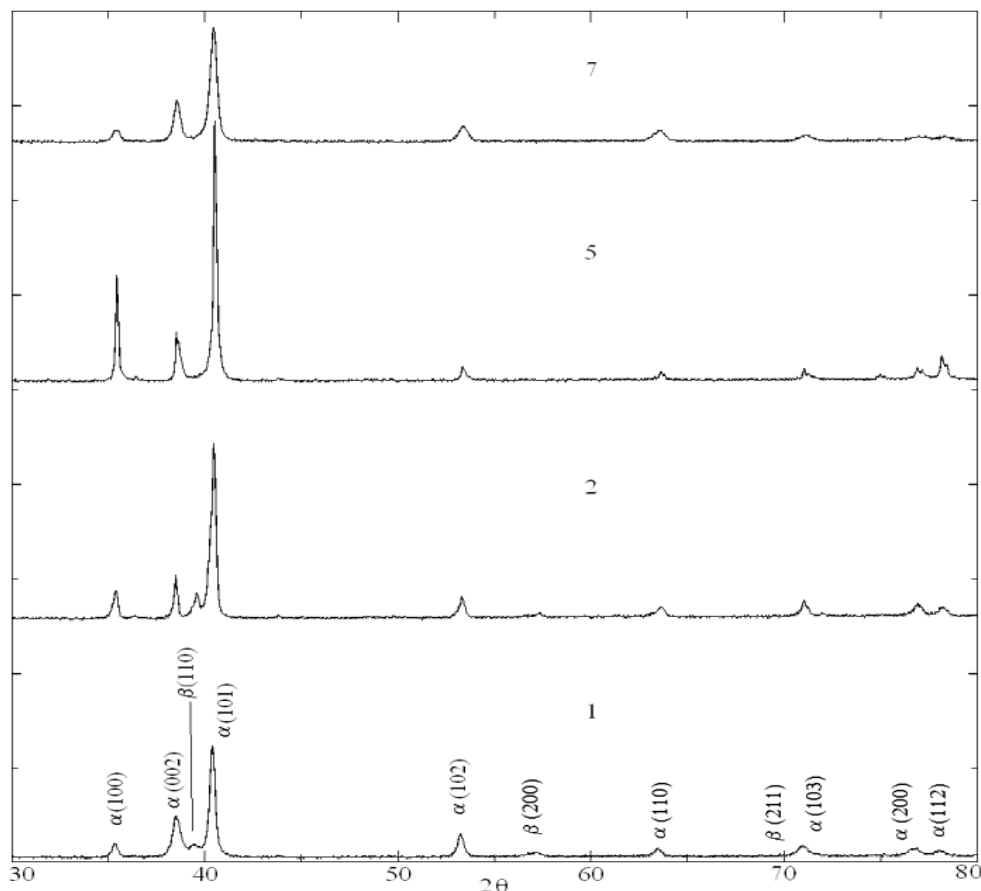


Рис. 5. Дифрактограммы сплава ВТ6 после различных режимов обработки (цифрами на поле рисунка указаны состояния сплава)

Таблица 3

Параметры решетки сплава ВТ6 в различных состояниях

Состояние	Размеры ребер			ОКР, Å	Микродеформация решетки, %
	$a = b$, Å	c , Å	c/a		
Исходное	2,93208 ±0,00079	4,6777 ±0,0017	1,591552	161	0,107
2. ВИК, 11 циклов	2,92433 ±0,00010	4,6697 ±0,0010	1,596844	49	0,217
5. ВИК+закалка 920 °С + старение 480 °С	2,92356 ±0,00053	4,67177 ±0,0001	1,597930	36	0,391
5. ВИК+ закалка 920 °С + осадка 20 °С + старение 460 °С	2,92282 ±0,00058	4,6701 ±0,0013	1,597806	43	0,222
7. ВИК+ закалка 960 °С + старение 480 °С	2,92369 ±0,00059	4,6689 ±0,0013	1,596920	27	0,473
8. ВИК+ закалка 980 °С + старение 460 °С	2,92933 ±0,00061	4,6436 ±0,002	1,585209	45	0,298

Совместный анализ микроструктурных изменений и механических свойств показывает, что при обработке титанового сплава ВТ6 по режиму ВИК + закалка с температуры 920...940 °С с последующим старением в интервале температур 460...520 °С формируется микроструктура с глобулярными α -зернами и высокодисперсными продуктами распада мартенсита, которая демонстрирует хорошее сочетание прочностных и пластических характеристик и твердости. Такая структура имеет высокий предел выносливости [2, 14] и наиболее благоприятна для изготовления лопаток из титановых сплавов, работающих в условиях знакопеременного нагружения.

В то же время необходимо отметить достаточно высокие значения прочности, твердости при удовлетворительной пластичности образцов состояния 7. Причина высоких значений прочности и твердости сплава ВТ6 в этом состоянии, по нашему мнению, в следующем. Во-первых, ВИК при снижающихся температурах формирует в сплаве мелкозернистую структуру с высокой плотностью дислокаций. Эта структура, по видимому, наследуется последующей термической обработкой. Поэтому образцы, подвергнутые ВИК, имеют повышенные значения прочности и твердости после всех режимов термообработки, а также с применением осадки после закалки. Во-вторых, поскольку нагрев под закалку производилась в двухфазной области, мелкие глобулярные α -зерна по границам β -зерен тормозят их рост. Вследствие этого формируются мелкие β -зерна, в которых при старении формируются

высокодисперсные продукты распада, обеспечивающие высокие прочностные характеристики.

Также представляет интерес обработка закаленного сплава с деформацией при 20 °С до степени $\epsilon = 20\%$ и старение при 460 °С. В этом случае степень дисперсности структуры, а также твердость сплава выше, чем при обработке по тем же температурным режимам, но без дополнительной деформации. Как нам представляется, эти режимы требуют дальнейшего детального исследования, в частности, механических и усталостных свойств.

ВЫВОДЫ

Применение всестороннейковки и режимов последующей термической и термомеханической обработки позволяет сформировать в сплаве ВТ6 микроструктуру, которой соответствуют повышенные прочностные свойства. Так, после ВИК и закалки с температуры 960 °С с последующим старением при температуре 480 °С $\sigma_B = 1540$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1485$ МПа при удовлетворительном уровне пластичности $\delta = 7\%$, $\psi = 34\%$. Повышенные механические свойства являются результатом формирования мелкозернистой глобулярной микроструктуры в ходе ВИК, а также наследования дислокационной структуры деформации, которые позволяют при старении получить высокодисперсные продукты распада, обеспечивающие высокие прочностные характеристики.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Неугодова В. Н., Неугодова З. Н.** Структура и свойства сплава ВТ8. В кн.: Титан в промышленности. М.: Оборонгиз, 1961. С. 176–184.
2. **Солонина О. П., Глазунов С. Г.** Жаропрочные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1976. 448 с.
3. **Листвин Г. П., Саблина М. В.** Влияние условий деформации и термической обработки на формирование структуры и механические свойства полуфабрикатов из сплава ВТ6 // Технология легких сплавов. 1989. № 12. С. 55–59.
4. **Брун М. Я.** Возможности повышения механических свойств титановых сплавов с оптимизацией структуры // Металловедение и термическая обработка металлов. 1979. № 11. С. 51–55.
5. **Александров В. К., Аношкин Н. Ф., Бочвар Г. А.** Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 512 с.
6. Изучение термической стабильности жаропрочного титанового сплава ВТ9 / М. Я. Брун [и др.] // Технология легких сплавов. 1973. № 5. С. 34–39.
7. **Yi-Gang Zhou, Wei-Dong Zeng, Han-Qing Yu.** An Investigation on the High Temperature Deformation Strength-toughening of Titanium Alloy // Titanium 95: Science and Technology, 22–26 October 1995. International Convention Centre. Birmingham, UK. 1995. P. 1235–1242.
8. **Валиев Р. З., Александров И. В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
9. Влияние интенсивной пластической деформации и термомеханической обработки на структуру и свойства титана / Г. Х. Садилова [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 11(605). С. 31–34.
10. **Жеребцов С. В., Салищев Г. А., Галеев Р. М.** Формирование субмикроструктурной структуры в титане и его сплавах // Физикохимия ультрадисперсных систем: сб. науч. тр. конф. Екатеринбург, 2001. С. 189.
11. **Жеребцов С. В., Галеев Р. М., Валиахметов О. Р.** Формирование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией // Кузнечно-штамповочное производство. 1999. № 7. С. 17–22.
12. Формирование субмикроструктурной структуры в титане при пластической деформации и ее влияние на механические свойства / Г. А. Салищев [и др.] // Металлы. 1996. № 4. С. 86–91.
13. **Zherebtsov S. V., Salishev G. A., Galeev R. M.** Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing // Scripta Materialia. 2004. V. 51. P. 1147–1151.
14. Металлография титановых сплавов / Е. А. Борисова [и др.]. М.: Металлургия, 1980. 464 с.

ОБ АВТОРАХ

Зарипова Рида Гарифьяновна, доц. каф. материаловедения и физики металлов. Дипл. инженер-механик (УАИ, 1978). Канд. техн. наук по материаловедению (ИПСМ РАН, 1992). Иссл. в обл. субмикро- и нанокристаллических материалов.

Шундалов Владимир Алексеевич, инженер каф. физики. Дипл. инженер-механик (УАИ, 1974). Иссл. в обл. разработки способов получения УМЗ и НК-состояний с повышенным уровнем механических свойств в металлах и сплавах методами интенсивн. пластическ. деформации.

Шарафутдинов Альфред Васимович, вед. инженер той же каф. Дипл. инженер-механик (УАИ, 1987). Иссл. в обл. разработки способов получения УМЗ и НК-состояний с повышенным уровнем мех. свойств в металлах и сплавах методами интенсивной пластической деформации.

Ситдинов Виль Даянович, доц. той же каф. Дипл. преп. физики и математики (БГПУ, 2002). Канд. физ.-мат. наук по физике конденсированного состояния (ИФМК УНЦ РАН, 2011). Иссл. в обл. рентгеноструктурн. анализа, моделирования мех. свойств, дефектн. структуры и кристаллографическ. текстуры объемных наноструктурн. материалов.

Кандаров Ирек Вилевич, вед. инженер той же каф. Дипл. инженер-технолог по машинам и технологиям литейного производства. Иссл. в обл. прогрессивных технологий машиностроения.

Латыш Владимир Валентинович, вед. науч. сотр. той же каф. Дипл. инженер-механик (УАИ, 1975). Канд. техн. наук. Иссл. в обл. разработки способов получения УМЗ и НК-состояний с повышенным уровнем мех. свойств в металлах и сплавах методами интенсивной пластической деформации.

Зарипов Наиль Гарифьянович, зав. каф. материаловедения и физики металлов. Дипл. инженер по машинам и технологиям обработки металлов давлением (УАИ, 1979). Д-р физ.-матем. наук по хим. физике (ИСМАН, г. Черноголовка, 2002). Иссл. в обл. формирования структуры и свойств металлов и сплавов при интенсивной пластич. деформации

Александров Игорь Васильевич, проф., гл. науч. сотр., зав. каф. физики. Дипл. физик (БГУ, 1976). Д-р физ.-мат. наук по физике твердого тела (ИФМ УрНЦ РАН, 1997). Иссл. в обл. физики прочности и пластичности материалов.